

# Efecto del tratamiento de anodizado en las propiedades de la aleación EN-AC46500 conformada en estado semisólido

M. T. Baile<sup>(1)</sup>, J. A. Picas<sup>(1)</sup>, A. Forn<sup>(1)</sup>, S. Menargues<sup>(1)</sup> y E. Martín

(1) Centre de Disseny d'Aliatges Lleugers i Tractaments de Superfície (CDAL).  
Departament de Ciència de Materials. Universitat Politècnica de Catalunya.

## RESUMEN

En este trabajo se ha estudiado el efecto del tratamiento de anodizado en las propiedades superficiales de componentes AlSi conformados en estado semisólido. Los componentes fueron conformados mediante una máquina de inyección a alta presión y una estación Idra de Semi Solid Rheocasting (SSR), empleando una aleación de segunda fusión EN AC-46500. Las muestras se trataron térmicamente con el objetivo de modificar la forma y la distribución del silicio eutéctico, y posteriormente fueron granalladas para obtener distintas rugosidades. Finalmente, los componentes fueron anodizados con el propósito de mejorar sus propiedades tribológicas y la resistencia a la corrosión. Para ello, se llevaron a cabo antes y después del proceso de anodizado, ensayos de desgaste con un tribómetro Pin on disc y ensayos acelerados de corrosión en niebla salino-acética. Los componentes anodizados muestran una mejora significativa de la resistencia a la corrosión y resistencia al desgaste en las condiciones ensayadas, a pesar del alto porcentaje de compuestos intermetálicos presentes en la aleación EN AC-46500.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las técnicas de conformación en estado semisólido (SSM) son una alternativa a la fundición a alta presión de las aleaciones de aluminio. Con los SSM se reducen los rechupes de contracción y la porosidad por gas atrapado, que tienen un efecto perjudicial en las propiedades mecánicas.

Una de estas técnicas es el Semi Solid Rheocasting

(SSR), que comporta la modificación de la morfología dendrítica convencional en una morfología globular, lo cual, permite la obtención de componentes con una elevada integridad estructural. El proceso SSR consiste en la agitación, con un rodillo de grafito, de la aleación de aluminio en estado líquido a una temperatura ligeramente por encima de la temperatura líquida. El líquido en contacto con el rodillo se enfría y se inicia la solidificación. El rodillo permanece en contacto con la aleación líquida de aluminio solamente algunos segundos y posteriormente el aluminio se inyecta en una máquina de inyección de alta presión [1-2].

Las aleaciones de aluminio son susceptibles de experimentar un proceso de corrosión localizada, produciéndose picaduras especialmente en soluciones que contienen iones cloruro [3], lo cual puede afectar gravemente al funcionamiento del material en servicio [4]. El tratamiento superficial de anodizado es un proceso en el cual se promueve el aumento de la capa de óxido, presente de forma natural en la superficie del aluminio, aumentando la durabilidad y la resistencia a corrosión de la aleación.

La finalidad de este trabajo ha sido estudiar la posibilidad de realizar tratamientos superficiales de anodizado en una aleación de aluminio-silicio de segunda fusión, para mejorar su resistencia a la corrosión y al desgaste.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El tratamiento de anodizado se ha llevado a cabo en sustratos de la aleación EN AC46500 T4. La

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn
Base	9,8	1,1	2,2	0,2	0,3	0,04	1	0,03

Tabla 1. Composición química de la aleación EN AC-46500 (% en peso).

composición química de esta aleación se muestra en la Tabla 1 y en la Fig. 1 se muestra una de las piezas conformadas por Semi Solid Rheocasting.

Las probetas de la aleación EN AC-46500 se han sometido a tratamientos térmicos tipo T4 (puesta en solución, temple y envejecimiento natural). La puesta en solución se realizó a una temperatura de  $515 \text{ }^{\circ}\text{C} \pm 1 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , con un tiempo de permanencia de 5 horas. El tratamiento térmico se realizó en un horno Hobersal HCV-125, con circulación forzada de aire y posterior enfriamiento controlado. Después del tratamiento térmico T4, dos de las probetas fueron granalladas utilizando bolas de vidrio con un diámetro entre  $45 \text{ }\mu\text{m}$  y  $49 \text{ }\mu\text{m}$ . Las otras dos probetas fueron granalladas con bolas de acero de  $400 \text{ }\mu\text{m}$  de diámetro.

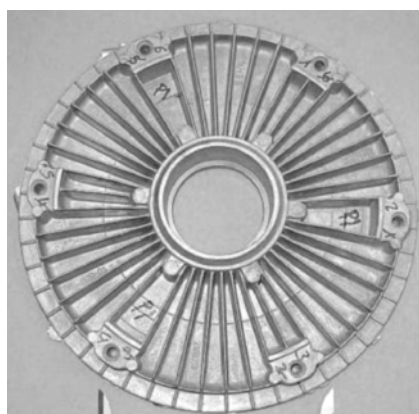


Figura 1. Componente de aleación EN AC-46500 obtenido por SSR.

El tratamiento superficial de anodizado se realizó por inmersión de la aleación en una solución de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  al 1%, utilizando una densidad corriente de  $1 \text{ A}\cdot\text{dm}^{-2}$  durante 50 minutos, a una temperatura de aproximadamente  $3 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . Las probetas de aluminio anodizadas fueron posteriormente selladas por inmersión en agua hirviendo durante 20 minutos [5]. Se ha evaluado la influencia del tratamiento previo de granallado en el proceso de anodizado. La Tabla 2 muestra los parámetros experimentales de las probetas estudiadas: tratamiento térmico, tipo de granallado y anodizado.

Probeta	Tratamiento térmico	Parámetros de granallado		Anodizado duro
		Material bola	Diámetro bola / $\mu\text{m}$	
1	No	-	-	No
2	T4	Acero inox	400	No
3	T4	Acero Inox	400	Si
4	T4	Vidrio	45 a 49	No
5	T4	Vidrio	45 a 49	Si

Tabla 2. Parámetros experimentales.

El estudio metalográfico de las diferentes muestras se ha llevado a cabo mediante un microscopio óptico Leica MEF4M y un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-5600, equipado con un sistema de análisis EDX ISIS L300 Oxford. Las probetas fueron pulidas con papel de carburo de silicio hasta grado P4000 y finalmente con suspensión de alúmina de  $0,3 \text{ }\mu\text{m}$ .

Los ensayos de corrosión fueron realizados en una cámara de niebla salino-acética, empleando una solución  $50 \pm 5 \text{ g}\cdot\text{l}^{-1}$  de NaCl y  $84 \text{ ml}$  de  $\text{CH}_3\text{COOH}$  a una temperatura de  $25 \text{ }^{\circ}\text{C} \pm 2 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . Para evaluar la resistencia a la corrosión de la capa de óxido, las probetas fueron atacadas con solución de  $\text{HNO}_3$  al 30% según la norma UNE-EN 12373-19 [4].

Para determinar el coeficiente de fricción y la velocidad específica de desgaste se realizaron ensayos tribológicos mediante un tribómetro Pin-on-disc (CSEM Tribometer). Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente, a una velocidad de  $0.1 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , con una carga de  $5 \text{ N}$ , empleando como pin una bola de WC-6Co de  $6 \text{ mm}$  de diámetro. El volumen del desgaste y la velocidad específica de desgaste se evaluaron midiendo la superficie transversal del canal de desgaste con un rugosímetro-perfilómetro. El coeficiente de la fricción fue determinado en función del número de vueltas en el ensayo, según norma ASTM G99-05.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1 Microscopía óptica y electrónica

La Fig. 2 muestra las microestructuras correspondientes a las probetas en estado bruto de colada y en estado T4. El tratamiento T4 produce la esferoidización y el crecimiento de los cristales de silicio eutéctico. La microestructura de la aleación EN AC-

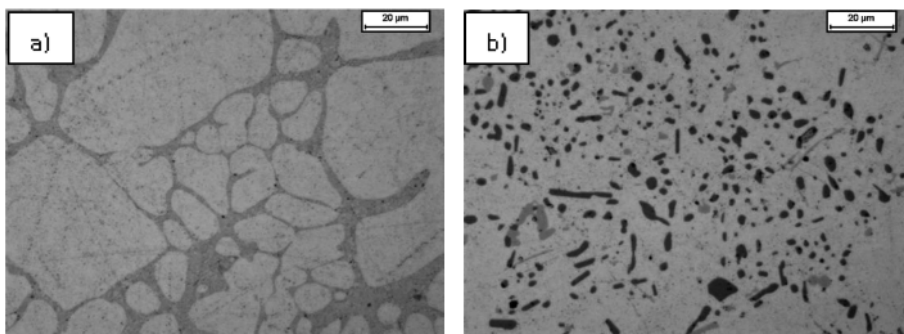


Figura 2. Microestructura de la aleación EN AC46500: (a) bruto de colada y (b) con tratamiento térmico T4.

46500 en estado bruto de colada (Fig. 2a) consiste en pequeños granos de fase  $\alpha$  primaria rodeados de microconstituyente eutéctico. La Fig. 2b muestra microestructura de la muestra EN AC-46500 T4 con el Si eutéctico esferoidizado como resultado del tratamiento térmico.

### 3.2 Ensayos de corrosión

La Fig. 3 muestra la micrografía de la aleación después del ensayo de niebla salino-acética, en la que se observa como el ataque se produce de forma generalizada, con un avance preferencial a través de las regiones eutécticas, así como picaduras semiesféricas de la fase alfa. Los procesos de corrosión alrededor de los cristales de silicio se pueden atribuir a la creación de pilas galvánicas, como consecuencia del carácter catódico del silicio respecto a la matriz de aluminio, lo cual puede verse favorecido por la presencia de defectos y por la segregación de elementos de aleación en la interfase aluminio-silicio [4,6]. Los cristales del silicio tienen una notable influencia en el proceso de avance de la corrosión, favoreciendo el solapamiento entre diversas regiones activas. El origen de la corrosión por picaduras es

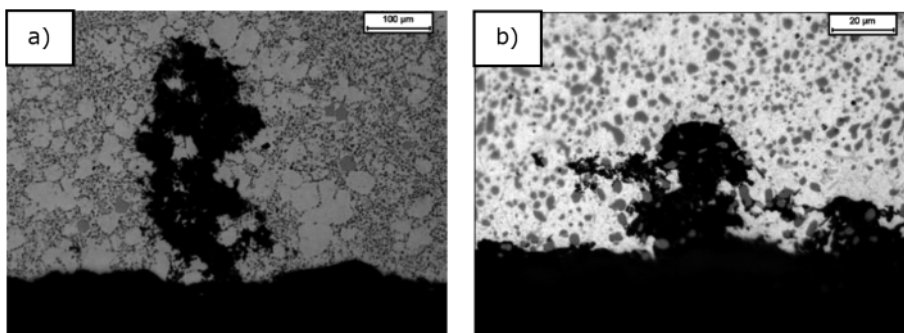


Figura 3. (a) corrosión de la probeta 3 después de 560 horas y (b) corrosión de la probeta 5 después de 490 horas.

debido a la presencia de iones cloruro que causan la rotura de la película pasiva. Tal como se observa en la Tabla 3, el proceso de anodizado mejora la resistencia a la corrosión [7].

La observación del avance de la corrosión en las probetas se realizó analizando visualmente la superficie de la aleación cada 2 h; una vez iniciada la corrosión

(Fig. 3b), el tiempo entre las observaciones se aumentó a 6 h. El ensayo se dio como finalizado cuando las probetas revelaron un proceso de corrosión en el 50% de la superficie.

Los resultados del ensayo de corrosión en niebla salino-acética se describen en el la Tabla 3.

Probeta	Duración del ensayo /h
1	30
3	160
4	70
5	90

Tabla 3. Resultados del ensayo de corrosión.

### 3.3 Estudio metalográfico de la capa anodizada

La investigación de los mecanismos de formación de la película anódica reveló que el espesor de dicha película no era uniforme (Fig. 4b). La capa de anodizado duro tiene un espesor de entre 3 y 5 micras (probeta 3 en Fig. 4a), si bien, la presencia de cristales de silicio eutéctico en la superficie de la aleación provoca la discontinuidad de la capa de anodizado [6]. En la Fig. 4 b se observa el efecto de las partículas de silicio eutéctico en el crecimiento de la capa de anodizado.

### 3.4 Rugosidad y propiedades tribológicas

La Tabla 4 muestra las propiedades tribológicas de los materiales estudiados, obtenidas mediante ensayos Pin-on-disc y los valores de rugosidad

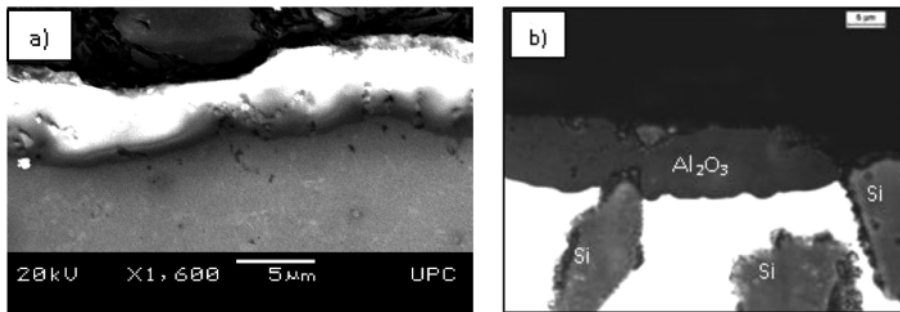


Figura 4. a) capa de anodizado en la probeta 3, b) efecto de la presencia de silicio eutéctico en la formación de la capa anodizada.

(Ra). La probeta 3 presenta los valores más bajos de coeficiente de fricción y de la velocidad específica de desgaste de todas las probetas ensayadas. En esta probeta anodizada, después de aproximadamente 15.000 vueltas, se observa un incremento gradual del valor del coeficiente de fricción, debido al desgaste o rotura de la capa de anodizado, hasta alcanzar los valores que corresponden al sustrato.

Tal y como se puede observar en la Tabla 4, el anodizado de la aleación AC-46500-T4 tiene un efecto beneficioso en la disminución de la velocidad de desgaste, ya que la presencia de la capa de anodizado atenúa los diversos mecanismos de desgaste: por una parte, limita la deformación plástica de la aleación de aluminio, disminuyendo un mecanismo de desgaste de tipo adhesivo y, por otra parte, evita el arranque de las partículas del silicio presentes en la aleación, las cuales podrían ocasionar un mecanismo de desgaste de tipo abrasivo.

Probeta	Ra $\mu\text{m}$	Coeficiente fricción	Velocidad específica de desgaste $\text{m}^3 \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{N} \times 10^{-13}$
1	0,30	0,42	3,50
2	5,17	0,65	3,64
3	4,31	0,24	0,72
4	2,80	0,47	3,29
5	2,08	0,50	3,35

Tabla 4. Propiedades tribológicas.

Por lo contrario, la probeta 5 muestra un incremento abrupto del coeficiente de fricción (ver Fig. 5), como consecuencia del fallo prematuro de la capa de óxido. Este comportamiento se podría asociar a las diferencias en la rugosidad superficial de la probeta, previas al proceso de anodizado. Los resultados parecen indi-

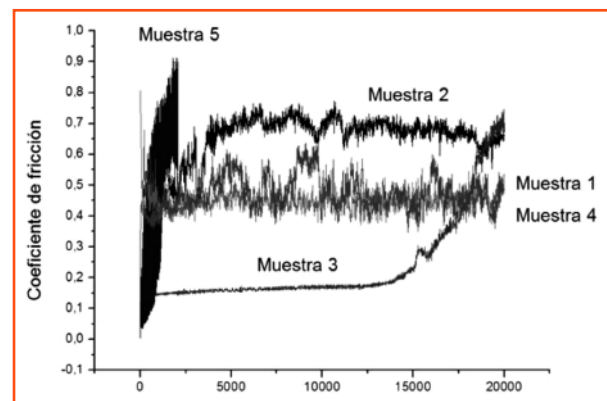


Figura 5. Coeficiente de la fricción en función del número de vueltas.

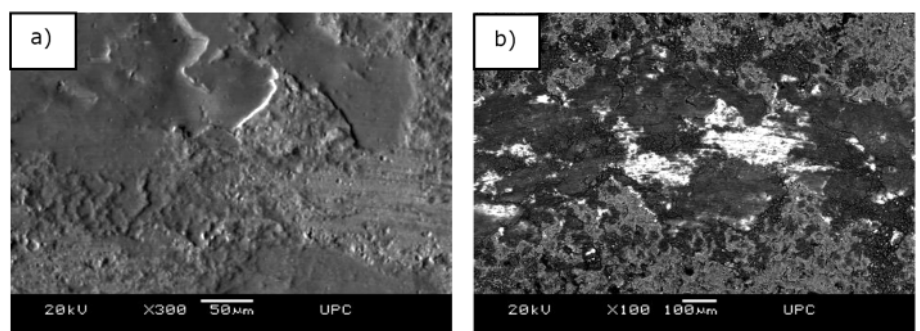


Figura 6. Micrografía SEM de la probeta 3: a) canal de desgaste y b) ampliación del canal del desgaste.

car que el valor de Ra más alto de la probeta 3 proporciona un mejor crecimiento de la capa de óxido, en comparación con la probeta 5 con una rugosidad superficial más baja. Serán necesarios más ensayos que permitan aclarar este efecto.

Las Figs. 6 y 7 muestran el canal de desgaste de las probetas 3 y 5, después del ensayo de Pin-on-disc. En la probeta 3 se observa una rotura parcial de la capa del óxido, si bien se pueden apreciar zonas en las que la capa permanece estable. Por lo contrario, en la probeta 5 se puede observar el desprendi-



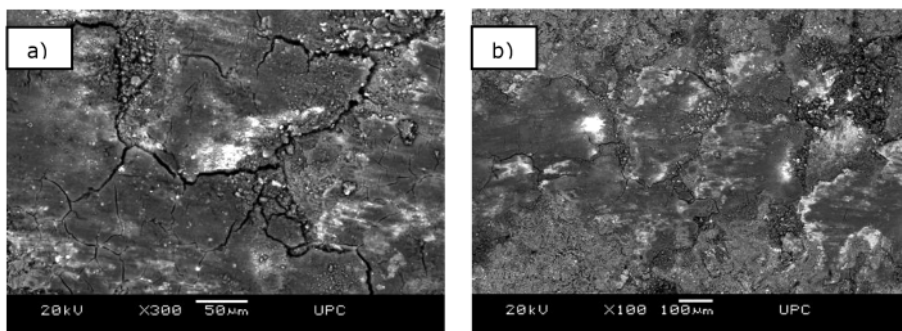


Figura 7. Micrografía SEM de la probeta 5: a) canal de desgaste y b) ampliación del canal del desgaste.

miento total de la capa de óxido y la formación de grietas en el sustrato de aluminio.

#### 4. Conclusiones

Todas las muestras de la aleación de aluminio EN AC-46500 exhiben corrosión intergranular debido a la disolución preferencial de la fase  $\alpha$  alrededor de las partículas de silicio eutéctico, debido al efecto catódico del silicio.

Las partículas de silicio presentes en la aleación de aluminio EN AC-46500, conformada por Semisolid Rheocasting, son responsables del espesor heterogéneo de la capa de anodizado.

La aleación de aluminio EN AC-46500 anodizada, en la condición T4 y granallada con bolas de acero, alcanza una reducción significativa en los valores del coeficiente de fricción y una mejora del comportamiento del material al desgaste y a la corrosión. En esta condición, se observa un incremento en 5 veces en la resistencia a la corrosión de la aleación, en los ensayos en niebla salino-acética en comparación con la misma aleación sin anodizar.

#### 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su gratitud a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) de España por su ayuda financiera en el proyecto nº DPI2007-62948 y a la empresa Galvánica Gironina por la realización de los tratamientos de anodizado.

#### 6. REFERENCIAS

- [1] J. Andrew Yurko "Fluid Behaviour of Semi-Solid Aluminium at High Shear Rates" Ph.D Thesis, University of Michigan (1997).
- [2] M. Campillo, M.T. Baile, S. Menagues and A. Forn "EN AC-

46500 Injected by Semi-Solid Rheocasting". Solid State Phenomena vol. 141-143, pp.283-288 (2008).

- [3] Z. Feng, C. Lin, J. Mater. Sci., 33, 5637 (1998).
- [4] G.M. Brown, K. Kobayashi, J. Electrochem. Soc., 148, B457 (2001).
- [5] A. Forn, I. Espinosa, M. T. Baile. "Anodizing of A356 T6 alloys obtained by SLC". Solid State Phenomena Vols, 141-143, pp. 755-760, (2008).
- [6] A. Forn, J.A. López-Caballero, M.T. Baile, E. Martín, J.M. Costa and J.M. Bastidas. Trends in Electrochemistry and Corrosion, pp. 1041-1049 (2004).
- [7] L. E. Fratila-Apachitei, H. Terryn, P. Skeldon, G. E. Thompson, J. Duszczyk, L. Katgerman. Influence of substrate microstructure on the growth of anodic oxide layers. Electrochimica Acta, 40, pp. 1127-1140 (2004).

Ponencia presentada en el XIII Congreso Tratermat de Barcelona (Abril 2013). Publicada con la autorización expresa de la Dirección del Congreso y los autores.

Fabricamos:



MAQUINARIA INDUSTRIAL DE  
LAVADO Y DESENGRASE PARA  
TODO TIPO DE PIEZAS



ESTUFAS ESTÁTICAS Y CONTINUAS  
HASTA 600°C PARA CALENTAR Y SECAR



HORNOS INDUSTRIALES  
HASTA 1300°C



INSTALACIONES PARA EL  
PINTADO DE PIEZAS DIVERSAS

- MÁQUINAS PARA TRATAR SUPERFICIES : - Lavar, - Desengrasar, - Fosfatar...

- HORNOS Y ESTUFAS PARA : - Templar, - Secar, - Fundir, - Cocinar ...

- INSTALACIONES DE PINTURA : - Lavado, - Fosfatado, - Pintado, - Secado...





Tel: 933 711 558 - Fax: 933 711 408  
www.bautermic.com  
e-mail: comercial@bautermic.com